



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2001342543 A**(43) Date of publication of application: **14.12.01**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 9/46
C22C 38/14

(21) Application number: **2000357752**(22) Date of filing: **24.11.00**(30) Priority: **30.03.00 JP 2000093590**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **OKAMOTO TSUTOMU**
UEJIMA YOSHIYUKI
TANIGUCHI YUICHI
TOMOKIYO TOSHIMASA

(54) **HOT ROLLING STEEL SHEET WITH HIGH STRENGTH, EXCELLENT IN BORING PROPERTY AND DUCTILITY, AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a hot rolling steel sheet with high strength, having a tensile strength of 590 N/mm² or above, an excellent boring property of and ductility.

SOLUTION: The hot rolling steel sheet with high tensile, excellent in opening property of a bore and the ductility, is composed of C: 0.01%-0.20%, Si: 0.3%-1.5%,

Mn: 0.55%-2.5%, P: 0.10% or below, S: 0.009% or below, N: 0.010% or below, Mg: 0.0005%-0.01%, Al: 0.002%-0.07%, one or more kinds of Ti: 0.003%-0.25% and Nb: 0.003%-0.04%, by weight %, and the balance iron with inevitable impurities. Furthermore, by controlling the oxides, this steel sheet contains MgO in the range of particle diameter of 0.005-5.0 μ m, or complex oxides of 10 \times 10³ pieces or more and 1.0 \times 10⁷ pieces or more per 1 mm², which are composed of one or more kinds of Al₂O₃, SiO₂, MnO and Ti₂O₃, and the steel structure is mainly a ferrite structure and the residue is a bainite structure.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-342543

(P2001-342543A)

(43) 公開日 平成13年12月14日 (2001. 12. 14)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願2000-357752 (P2000-357752)

(22) 出願日 平成12年11月24日 (2000. 11. 24)

(31) 優先権主張番号 特願2000-93590 (P2000-93590)

(32) 優先日 平成12年3月30日 (2000. 3. 30)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 岡本 力

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 上島 良之

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 100078101

弁理士 綿貫 達雄 (外2名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 590 N/mm² 以上の引張強度を有し、優れた穴抜け性と延性を有する高強度熱延鋼板を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.01%~0.20%、Si:0.3%~1.5%、Mn:0.5%~2.5%、P:0.10%以下、S:0.009%以下、N:0.010%以下、Mg:0.0005%~0.01%、Al:0.002%~0.07%、およびTi:0.003%~0.25%、Nb:0.003%~0.04%の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに、酸化物の制御により、粒子径が0.005 μm~5.0 μmの範囲にあるMgO または、MgO を含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり1.0×10³個以上、1.0×10⁷個以下含み、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.3%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.10%以下、
 S : 0.009%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および
 Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項2】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.3%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.10%以下、
 S : 0.009%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および
 Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物と、これを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項3】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.3%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.10%以下、
 S : 0.009%以下、
 N : 0.010%以下、

Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および
 Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、
 Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下、
 REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項4】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.3%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.10%以下、
 S : 0.009%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および
 Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、
 Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下、
 REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ のMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物と、これを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05\mu\text{m}$ ~ $5.0\mu\text{m}$ の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項5】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をし、引き続き $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却し、 350°C ~ 600°C で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト

組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をした後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で $650^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、 $350^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼、および、請求項5又は請求項6に記した鋼の製造方法における溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項8】 請求項5又請求項6又は請求項7において、Mgの希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM（希土類元素）の1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項9】 請求項8において、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項10】 請求項7から9において、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、主としてプレス加工される自動車用鋼板を対象とし、1.0～6.0mm程度の板厚で、 $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の引張強度を有し、穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形によるコストダウンのニーズが強まり、プレス成形性に優れた熱延高強度鋼板の開発が進められてきた。従来、加工用熱延鋼板としてはフェライト・マルテンサイト組織からなるDual Phase鋼板が知られている。Dual Phase鋼板は、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相の複合組織で構成されており、著しく硬度の異なる両相の界面からボイドが発生して割れを生じるため穴抜け性に劣る問題があり、足廻り部品等の高い穴抜け性が要求される用途には不向きであった。

【0003】 このため特開平4-88125号公報、特開平3-180426号公報にベイナイトを主体とした組織から構成される、穴抜け性の優れた熱延鋼板の製造

方法が提案されている。さらに、特開平6-293910号公報では2段冷却を用いることによってフェライト占積率を制御することで穴抜け性と延性を両立する製造方法が提案されている。しかしながら、自動車のさらなる軽量化指向、部品の複雑化等を背景に更に高い穴抜け性が求められ上記技術では対応しきれない高度な加工性、高強度化が要求されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は $590\text{N}/\text{mm}^2$ クラス以上の熱延鋼板に関するもので、優れた穴抜け性と延性を両立した高強度熱延鋼板を提供しようとするものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明の課題解決のため種々実験、検討を重ねた結果、穴抜け性の改善には打抜き穴のクラックの状態が重要であることはよく知られるところであるが、本発明者らが鋭意検討した結果、Mgを添加することで打抜き穴の断面に発生するクラックを微細均一化することが可能であることを見出した。そして、鋼板中に存在する酸化物とこれらを核にした(Nb、Ti)Nの複合析出物を均一微細に分散析出させることにより、打抜き時に微細ボイドを発生させることでの応力の集中を緩和しうることが考えられ、粗大クラックの発生を抑制し穴抜け性を向上させていると考えられる。これより、この発明をなすに至ったのである。これまで、Mg添加による酸化物を利用した提案には、例えば特開平11-323488号公報による面内異方性改善に関する提案ではMg酸化物による再結晶時の面方位の優先的な核生成・成長を抑制する事を目的にしており、特開平11-236645号公報の溶接部の靱性に関する提案ではMg複合酸化物により超大入熱溶接時のHAZ部の γ 粒の成長を抑制することを目的としている。これらはいずれも微細酸化物によるピンニングによる効果を利用したものであり、本発明の打抜き時、介在物により発生する微細ボイドを利用するものとは異なり、これらを目的とする鋼板において穴抜け性が向上しているかはさだかではない。本発明の要旨は、下記の通りである。

【0006】 1) 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.3%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.10%以下、S : 0.009%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m}\sim 5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複

合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【0007】2)重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.3%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.10%以下、S : 0.009%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が $0.005 \mu\text{m} \sim 5.0 \mu\text{m}$ 以下の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物と、これを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05 \mu\text{m} \sim 5.0 \mu\text{m}$ の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【0008】3)重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.3%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.10%以下、S : 0.009%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに、Ca : 0.0005%以上、0.010%以下、REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が $0.005 \mu\text{m} \sim 5.0 \mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【0009】4)重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.3%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.10%以下、S : 0.009%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物から

なり、さらに、Ca : 0.0005%以上、0.010%以下、REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が $0.005 \mu\text{m} \sim 5.0 \mu\text{m}$ のMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物と、これを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05 \mu\text{m} \sim 5.0 \mu\text{m}$ の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

【0010】5) 1)又は2)又は3)又は4)に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をし、引き続き $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却し、 $350^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0011】6) 1)又は2)又は3)又は4)に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をした後、 $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で $650^\circ\text{C} \sim 700^\circ\text{C}$ まで冷却し、該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、 $350^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0012】7) 1)又は2)又は3)又は4)に記した鋼、および、5)又は6)に記した鋼の製造方法における溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0013】8) 5)又は6)又は7)において、Mgの希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM(希土類元素)の1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0014】9) 8)において、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0015】10) 7)から9)において、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法。

【0016】

【発明の実施の形態】本発明は穴抜け性の改善のために打抜き穴の粗大クラックを抑制するため、Mgを添加し、酸化物を均一微細析出させ、これにより、打抜き時

の粗大クラックの発生を抑制させ穴抜け性を改善させるものである。以下に本発明の個々の構成要件について詳細に説明する。

【0017】まず、本発明の成分の限定理由について述べる。Cは、鋼の加工性に影響を及ぼす元素であり、含有量が多くなると、加工性は劣化する。特に0.20%を超えると穴抜け性に有害な炭化物（パーライト、セメントタイト）が生成するので、0.20%以下、ただし、好ましくは0.15%以下が望ましい。また、強度確保の面で0.01%以上は必要である。

【0018】Siは、有害な炭化物の生成を抑えフェライト組織主体+残ベイナイトの複合組織を得るために重要な元素である。また、Si添加により強度と延性の両立させる作用もある。このような作用を得るためには0.3%以上の添加が必要である。しかし、添加量が増加すると化成処理性が低下するほか、点溶接性も劣化するため1.5%を上限とする。

【0019】Mnは、強度確保に必要な元素であり、最低0.50%の添加が必要である。しかし、多量に添加するとミクロ偏析、マクロ偏析が起こりやすくなり、これらは穴抜け性を劣化させる。これより2.50%を上限とする。

【0020】Pは鋼板の強度を上げる元素であるが、添加量が高いと溶接性、加工性、靱性の劣化を引き起こす元素である。これより、0.10%以下とし、好ましくは0.03%以下が望ましい。

【0021】SはMnS等の非金属介在物を生成し、延性穴抜け性を劣化させるので鋼中に存在しない方が好ましい元素であり、添加量は少ない程望ましく、0.009%以下とする。ただし、0.005%以下でこの効果は顕著に現れるため0.005%以下が望ましい。

【0022】Nは、加工性を確保するためには少ない方がよい。0.010%を超えると加工性が劣化してくるので、0.010%以下とし、0.005%以下が望ましい。

【0023】Mgは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgはこの添加により、酸素と結合して酸化物を形成するが、このとき生成されるMgOまたはMgOを含む Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の複合酸化物微細化はMgを添加しない従来の鋼に比べ、個々の酸化物のサイズが小さく、均一に分散した分布状態となることを見出した。鋼中に微細に分散したこれらの酸化物は、明確ではないが打抜き時に微細ボイドを形成し、応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があると考えられ、穴抜け性の向上に効果があると考えられる。ただし、0.0005%未満ではその効果が不十分である。一方で0.01%超の添加は添加量に対する改善代が飽和するばかりでなく、逆に鋼の清浄度を劣化させ、穴抜け性、延性を劣化させるため上限を0.01%とする。

10

20

30

40

50

【0024】Alは本発明における最も重要な添加元素の一つである。AlはMgが添加されている時、スピネル構造をもつ $MgAl_2O_4$ 複合酸化物を生成しやす。 $MgAl_2O_4$ 複合酸化物はMgOを含む Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の複合酸化物のうち最も微細な酸化物の存在状態のひとつであり、酸化物の分散状態を均一微細化するのに効果的であると考えられる。このため、打抜き時に微細ボイドを形成し、これが応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があると考えられ、穴抜け性の向上に効果があると考えられる。これより0.002%以上添加する。ただし添加量が増加するとMg添加の効果を阻害するため、0.07%以下とする。特に複合酸化物のうちMgAl複合酸化物の酸化物に占める割合を向上し酸化物の微細化を効率よく達成させるためには添加量は0.02%~0.07%が望ましい。

【0025】Ti、Nbは本発明における最も重要な添加元素の一つである。Ti、Nbは微細均一に析出している酸化物のうち特に小さいMgOまたは $MgAl_2O_4$ を主とする複合酸化物を核に析出し、これら酸化物上に析出することで析出物サイズを大きくし、MgOまたは $MgAl_2O_4$ の微細ボイド形成を助成する働きがあると考えられる。また、強度の増加にも有効である。これらの結果を有効に発揮させるためにはNb、Tiともに少なくとも0.003%の添加が必要であり、0.01%以上の添加が望ましい。しかし、これらの添加が過度になると析出強化により延性が劣化するため、上限としてTiは0.25%以下、Nbは0.04%以下とする。これらの元素は単独で添加しても効果があり、複合添加しても効果がある。

【0026】Caは硫化物系の介在物の形状制御し、穴抜け性の向上に有効である。これを有効に発揮させるためには0.0005%以上の添加が必要である。一方、多量の添加は逆に鋼の清浄度を悪化させるため穴抜け性、延性を損なう。これより上限を0.0100%とする。REM元素はCaと同様の効果を有する。すなわち、REMは硫化物系の介在物の形状制御し、穴抜け性の向上に有効である。これを有効に発揮させるためにはREM元素の合計で0.0005%以上の添加が必要である。一方、多量の添加は逆に鋼の清浄度を悪化させるため穴抜け性、延性を損なう。また、製造コストも高いため上限を0.0100%とする。

【0027】酸化物としてはMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物がよい。本発明者らが鋭意検討した結果、複合酸化物のうちMgO、 $MgAl_2O_4$ とこれ以外の複合酸化物とで異なった存在状態にて微細クラックの形成に効果を発揮しており、これらはともにMg添加によって得られる効果であり、相乗効果によって穴抜け性を向上させていることがわかった。

【0028】 MgO 、 $MgAl_2O_4$ は主に(Nb、Ti)Nを周辺に析出させることで微細ボイド形成の効果を得ており、 MgO 、 $MgAl_2O_4$ は均一な分散析出の核として寄与していると考えられる。一方で、 MgO 、 $MgAl_2O_4$ 以外の微細な複合酸化物は MgO との複合酸化物化により微細分散析出し、(Nb、Ti)Nを周辺に析出させることなく酸化物単独にて微細ボイド形成の効果がある。特に、 MgO 、 $MgAl_2O_4$ 以外の微細な複合酸化物としては MgO 、 Al_2O_3 、 SiO_2 主体の複合酸化物がほとんどであり、この時、全体に占める MgO 、 Al_2O_3 、 SiO_2 酸化物の割合は90%以上である。

【0029】酸化物の粒子径は $0.005\mu m$ 未満ではこれを核にした(Nb、Ti)Nの析出も少ないこと、一方で、このサイズの酸化物は(Nb、Ti)Nの複合析出なしでは微細クラックを発生させる核とはなり難く、微細ボイド生成の効果が得られ難くなるため $0.005\mu m$ 以上とする。逆に $5.0\mu m$ 超では粒子数の確保が困難であり、また、粗大析出物は延性の劣化を招くため $5.0\mu m$ 以下とする。

【0030】酸化物と複合析出物のサイズはこれが小さい時、微細ボイドの起点とならないため効果を発揮できない。従って、 $0.005\mu m$ 以上とする。一方、 $5.0\mu m$ 超では粒子数の確保が困難であり、これが粗大クラックの生成を助長し穴抜け性を低減させるため $5.0\mu m$ 以下とする。

【0031】析出物密度は個数が少ないと、打抜き時に発生する微細ボイドが不足し、粗大なクラックの発生を抑制する効果が得られないと考えられる。この効果を得るには1平方mmあたり 1.0×10^3 以上必要である。一方で個数が多くなると効果は飽和し、逆に延性を劣化させるため、 1.0×10^7 個以下とする。ただし、この効果の飽和と延性のバランスから 1.0×10^6 個以下が望ましい。

【0032】また、穴抜け性を高める手段として打抜き穴の性状の他、母材の局部延性能を高めることが効果的である。母材の局部延性能を高めるためには組織の均一化が有効であるが、単相鋼では本発明の目的とする強度において延性の劣化が大きく、目的とする特性が得られない。このため、鋼の組織としてはフェライト組織主体の複合組織とする。但し、フェライト組織の占有率が高く単相鋼となると延性または強度の低下を引き起こし、また、この占有率が低い時、伸びの低い第2相の影響を受け、延性が低下する。このため、フェライト組織の占有率は50%以上、95%以下が望ましい。また、残りの組織はこれが、マルテンサイト、粗大セメンタイト、パーライト組織であるとき、フェライト組織とこれらの組織の界面でクラックが発生し局部変形能が低下する。一方で、ベイナイト組織はフェライト組織中に微細なセメンタイトの分散した組織であり、母材の局部延性能を

低下させないため、鋼の組織としてフェライト組織を主体とし、残ベイナイト組織とする。

【0033】本発明で規定した介在物の分散状態は例えば以下の方法により定量的に測定される。母材鋼板の任意の場所から抽出レプリカ試料を作成し、これを前記の透過電子顕微鏡(TEM)を用いて倍率は5000~20000倍で少なくとも $5000\mu m^2$ 以上の面積にわたって観察し、対象となる複合介在物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。この時、酸化物と(Nb、Ti)Nの同定にはTEMに付属のエネルギー分散型X線分光法(EDS)による組成分析とTEMによる電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。このような同定を測定する全ての複合介在物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的に次に手順による。まず、対象となるサイズの個数を形状、サイズ別に上記の要領にて測定し、これらのうち、形状、サイズの異なる全てに対し、各々10個以上に対し上記の要領にて同定を行い、酸化物と(Nb、Ti)Nの割合を算出する。そして、はじめに測定された介在物の個数にこの割合を掛け合わせる。鋼中の炭化物が以上のTEM観察を邪魔する場合、熱処理によって炭化物を凝集粗大化、または溶解させ対象とする複合介在物の観察を容易にすることができる。

【0034】次に製造方法について説明する。仕上圧延終了温度はフェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするため A_{r3} 変態点以上とする必要がある。しかしあまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため $950^\circ C$ 以下とすることが望ましい。冷却速度は穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制し、高い穴抜け比を得るためには $20^\circ C/s$ 以上が必要である。捲取温度 $350^\circ C$ 未満では穴抜け性に有害な硬質のマルテンサイトが発生するため $350^\circ C$ 以上とする。一方、上限は $600^\circ C$ 超になると穴抜け性に有害な、パーライト、セメンタイトが生成するため $600^\circ C$ 以下とする。

【0035】連続冷却中空冷はフェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させるために有効である。しかし、空冷温度、空冷時間により、パーライトが生成されると逆に延性が低下するばかりでなく、穴抜け性が著しく低下する。空冷温度が $650^\circ C$ 未満では穴抜け性に有害なパーライトが早期より発生するため、 $650^\circ C$ 以上とする。一方で $700^\circ C$ 超ではフェライト生成が遅く空冷の効果を得にくいばかりでなく、その後の冷却中におけるパーライト生成が発生しやすいため $700^\circ C$ 以下とする。15秒間超の空冷はフェライト相の増加が飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、捲取温度の制御に負荷をかける。このため、空冷時間は15秒以下とする。

【0036】次に溶製工程における成分調整段階の添加順序は本発明者らが鋭意検討した結果、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加する

ことを行うとき、溶鋼中へのMg歩留が増加することと、さらに酸化物のサイズがより微細化して、本発明で請求している酸化物のサイズの分散状態が安定に得られ易くなることから、より好ましい。

【0037】Mgは溶鋼中での揮発性が高く、Mg純金属で溶鋼中へ投入するとMg歩留が非常に低い。このため、Mgは希釈溶媒金属との合金の形で溶鋼中へ投入する。このとき、本発明者らが鋭意検討した結果、Mgの希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM

(希土類元素)の1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いたとき、鋼中へ残存するMg量は向上し、これら以外の金属を主体とする合金では、効果が得られなかった。Mgの希釈溶媒金属としてMgと原子間引力の相互作用を有するSi、Ni、Cu、Al、REM(希土類元素)を選び、これらのうち、1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いて溶鋼中へのMgの投入を行うことが好ましい。ここで希土類元素の範囲は、例えば理化学辞典第5版、309頁、岩波書店、1998年発行の記載通り、周期律表3族に属するSc、Yおよびランタノイド(原子番号57のLaから71のLu)の総称である。

【0038】また、本発明者らが鋭意検討した結果、Mg合金中のMg濃度としては10%未満ではMg歩留が顕著に増加することと、さらに適正な酸化物サイズと個数が安定に得やすくなり好ましいことを見出した。一方、1%未満であるとMg合金添加時に希釈溶媒金属が鋼中へ過剰に溶解するため、成分調整が困難となる。従って、合金中のMg濃度は1%以上10%未満とすることが好ましい。

【0039】Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和として10%未満の時、Mg歩留が顕著に増加することと、さらに適正な酸化物サイズと個数が安定に得やすくなり好ましいことを見出した。これはMg合金が溶鋼に溶解中に生じるMgとこれらの元素との間の原子間反発作用によると解釈される。従って、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和は10%未満とすることが好ましい。本発明の鋼板は上記のように熱延の後、溶融亜鉛めっきのように焼鈍によりめっきを施しても本発明の効果は損なわれない。また、熱延後、電気めっき、有機複合皮膜を施した場合も効果は損なわれない。

【0040】

【実施例】次に本発明を実施例に基づいて説明する。表1に示す鋼成分の鋼を溶製するために、溶鉄270tを転炉で目標C濃度に脱炭したのち取鋼に溶鋼を移し、脱酸と合金調整をCAS法(日本鉄鋼協会編、梶岡博幸著、取鋼精錬法、104頁、地人書館、1997年発行に記載)により実施した。溶鋼の脱酸をSiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加する順序で行った例とそれ以外の例を表1に示す。ここでは

Si、Mn、Ti原料としてFeSi、FeMn、FeTiを用いた。また、Mg、Alは希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM(希土類元素)の1種あるいは2種以上を用い、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であり、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満のMg合金を用いた例とこれら以外の合金を用いた例も表1に示した。脱酸後、必要元素を目標成分濃度範囲に調整した後、ただちに連続铸造機により厚さ250mm、幅1300mmのスラブを製造した。これらの鋼を1200℃以上にて加熱炉中で加熱し、表2に示す熱延条件にて圧延・冷却し、板厚2.6~3.2mmの熱延鋼板を得た。

【0041】一方、表3にMgの添加は希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM(希土類元素)の1種あるいは2種以上を用い、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であり、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満のMg合金を用い、溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加する脱酸を行ったもので、成分を変化させたものを示す。符号D~Yが本発明に従った鋼でこれ以外はC、Si、Mn、S、Al、Mg、Nb、Tiの添加量が本発明の範囲外である。これらの鋼を1200℃以上にて加熱炉中で加熱し、表4に示す熱延条件にて圧延・冷却し、板厚2.6~3.2mmの熱延鋼板を得た。

【0042】また、鋼板母材より抽出レプリカ試料を作成し、前述の方法にて酸化物とこれを核に存在する(Ti、Nb)N複合酸化物の粒径、個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算した。これを表1、3に表記する。

【0043】このようにして得られた熱延鋼板についてJIS5号片による引張試験、穴抜け試験、組織観察を行った。穴抜け性(λ)は径12mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し抜け、クラックが板厚を貫通した時点での穴径(d)と初期穴径(d0:12mm)から $\lambda = (d - d0) / d0 \times 100$ で評価した。

【0044】各試験片のTS、El、 λ を表2、4に示す、図1に強度と伸びの関係を図2に強度と穴抜け比の関係を示す。本発明鋼は比較鋼1と比べて穴抜け比が、比較鋼2と比べると穴抜け比と伸びの両特性が高くなっていることがわかる。このように、本発明の鋼板は穴抜け比、延性をともに優れていることがわかる。

【0045】なお、ここでは合金投入をCAS法で行ったがこれは特に限定するものではなく、RH脱ガス装置の真空槽内合金添加法、溶鋼取鋼内ワイヤー添加法、粉体インジェクション法等の公知の方法も問題なく使用できることを付記する。

【0046】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	添加順序	希釈増炭金属	Mg濃度	Fe,Mn,Cr濃度	析出物個数	Ar ₃	備考
						重量%								%	%	個/mm ²	°C	
A1	0.041	0.50	1.50	0.010	0.003	0.002	0.0047	0.005	0.030	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	4.0E+03	796	発明鋼
A2	0.040	0.50	1.51	0.010	0.003	0.002	0.0047	0.005	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	N	8	4	3.8E+03	795	発明鋼
A3	0.039	0.49	1.50	0.011	0.002	0.003	0.0047	0.005	0.030	0.070	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	5	7	3.8E+03	797	発明鋼
A4	0.039	0.49	1.50	0.010	0.003	0.002	0.0000	0.005	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	N	8	15	8.0E+02	796	比較鋼
A5	0.040	0.48	1.50	0.010	0.003	0.002	0.0004	0.004	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	13	5	9.0E+02	795	比較鋼
A6	0.040	0.51	1.50	0.010	0.003	0.003	0.0003	0.005	0.028	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe	5	60	5.0E+02	796	比較鋼
A7	0.041	0.50	1.51	0.011	0.002	0.002	0.0035	0.005	0.029	0.073	-	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Si	7	8	6.0E+02	795	比較鋼
B1	0.029	0.70	1.90	0.016	0.003	0.002	0.0025	0.035	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	2.5E+04	783	発明鋼
B2	0.028	0.69	1.92	0.016	0.002	0.002	0.0024	0.033	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	4	2.4E+04	782	発明鋼
B3	0.028	0.70	1.92	0.016	0.002	0.003	0.0020	0.035	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si,Ni	7	8	2.2E+04	782	発明鋼
B4	0.029	0.70	1.90	0.015	0.003	0.002	0.0030	0.034	0.020	0.000	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	5	7	2.4E+04	783	発明鋼
B5	0.028	0.70	1.90	0.016	0.002	0.002	0.0029	0.034	0.020	0.000	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Al	6	9	2.2E+04	782	発明鋼
B6	0.029	0.70	1.91	0.016	0.002	0.003	0.0028	0.035	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Si	9	8	2.1E+04	782	発明鋼
B7	0.029	0.69	1.91	0.016	0.002	0.002	0.0004	0.036	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	13	5	8.0E+02	782	比較鋼
B8	0.028	0.69	1.90	0.016	0.003	0.002	0.0000	0.036	0.020	0.000	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe,Mn	8	80	2.0E+02	783	比較鋼
B9	0.028	0.72	1.92	0.016	0.002	0.002	0.0002	0.035	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe,Cr	7	70	4.0E+02	783	比較鋼
B10	0.029	0.69	1.90	0.015	0.002	0.002	0.0020	0.033	0.020	0.000	0.003	Si-Mg-Mn-Ti-Al	Si	7	8	9.0E+02	782	比較鋼
B11	0.029	0.71	1.91	0.015	0.002	0.002	0.0015	0.033	0.020	0.000	0.002	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Al	6	8	8.0E+02	782	比較鋼
C1	0.035	0.88	2.01	0.012	0.003	0.002	0.0030	0.035	0.035	0.089	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	2.0E+04	777	発明鋼
C2	0.034	0.90	2.02	0.012	0.002	0.003	0.0029	0.033	0.033	0.090	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	4	1.9E+04	777	発明鋼
C3	0.035	0.90	2.01	0.011	0.002	0.003	0.0032	0.033	0.033	0.091	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Si	9	8	2.2E+04	776	発明鋼
C4	0.035	0.89	2.02	0.011	0.003	0.002	0.0032	0.034	0.035	0.090	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si,Ni	7	8	2.0E+04	777	発明鋼
C5	0.034	0.89	2.02	0.011	0.003	0.003	0.0032	0.034	0.035	0.090	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	5	7	1.9E+04	778	発明鋼
C6	0.034	0.90	2.01	0.012	0.003	0.002	0.0031	0.035	0.035	0.091	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Ni	9	9	7.5E+02	777	比較鋼
C7	0.035	0.89	2.01	0.012	0.003	0.003	0.0029	0.035	0.035	0.090	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	15	7.5E+02	777	比較鋼
C8	0.033	0.90	2.00	0.012	0.002	0.003	0.0031	0.035	0.034	0.090	0.002	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Si	7	8	4.0E+02	779	比較鋼

*但L, Ar₃=880-600(Cx)/26.9(SFe)-63.5(Mn)/228(Px)

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴抜き %	備考
A1	860	60	680	3	510	696	28	115	発明鋼
A2	870	50	670	3	550	697	28	115	発明鋼
A3	860	60	-	-	500	694	26	125	発明鋼
A4	860	60	670	4	510	695	27	75	比較鋼
A5	870	60	670	4	490	694	26	70	比較鋼
A6	880	60	670	3	500	695	26	70	比較鋼
A7	860	60	-	-	500	698	21	85	比較鋼
B1	870	60	660	4	500	646	27	130	発明鋼
B2	870	60	670	8	550	646	27	125	発明鋼
B3	880	30	670	4	450	647	27	125	発明鋼
B4	870	60	-	-	550	645	27	120	発明鋼
B5	880	70	-	-	490	646	26	130	発明鋼
B6	860	50	-	-	440	647	27	125	発明鋼
B7	850	60	670	8	550	646	26	85	比較鋼
B8	870	60	670	8	550	645	27	80	比較鋼
B9	870	60	-	-	480	649	26	80	比較鋼
B10	870	50	-	-	500	644	24	90	比較鋼
B11	860	50	-	-	480	647	25	85	比較鋼
C1	860	50	680	4	550	782	24	105	発明鋼
C2	860	50	670	8	500	782	26	100	発明鋼
C3	880	60	670	3	550	781	25	105	発明鋼
C4	880	40	-	-	450	782	23	105	発明鋼
C5	870	50	-	-	500	782	23	100	発明鋼
C6	870	50	680	4	540	783	25	110	発明鋼
C7	860	50	670	4	550	782	22	65	比較鋼
C8	870	60	680	4	550	781	19	60	比較鋼

表中*の条件は本発明の範囲外

【0048】

【表3】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	REM	析出物個數 個/mm ²	Ar ₃ °C	備考
D	0.03	0.3	2.0	0.010	0.003	0.002	0.0022	0.031	0.015	-	-	-	1.5E+04	764	免明鋼
E	0.01	0.9	1.1	0.013	0.003	0.002	0.0033	0.030	0.035	-	0.0025	-	1.2E+04	848	免明鋼
F	0.04	1.1	1.6	0.025	0.003	0.002	0.0037	0.005	0.040	0.130	0.0020	-	1.0E+04	809	免明鋼
G	0.03	0.8	1.4	0.010	0.002	0.003	0.0034	0.002	0.030	-	-	-	1.5E+04	818	免明鋼
H	0.03	1.5	2.5	0.015	0.003	0.002	0.0100	0.045	-	0.120	0.0030	-	1.0E+07	765	免明鋼
I	0.04	0.5	1.5	0.010	0.003	0.002	0.0011	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	4.0E+03	796	免明鋼
J	0.04	0.5	1.5	0.010	0.003	0.002	0.0047	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	8.0E+03	786	免明鋼
K	0.04	0.9	2.0	0.012	0.002	0.005	0.0047	0.005	0.040	0.070	0.0030	-	8.0E+03	775	免明鋼
L	0.04	0.9	2.0	0.012	0.002	0.003	0.0025	0.035	0.025	-	0.0030	-	1.0E+04	775	免明鋼
M	0.04	1.5	0.5	0.030	0.002	0.002	0.0025	0.033	0.025	-	0.0025	-	2.0E+04	891	免明鋼
N	0.05	0.9	2.0	0.018	0.003	0.003	0.0032	0.034	0.030	0.080	-	-	2.2E+04	772	免明鋼
O	0.06	0.8	2.0	0.012	0.002	0.003	0.0031	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	2.0E+03	763	免明鋼
P	0.06	0.8	1.0	0.015	0.003	0.002	0.0030	0.005	0.030	-	-	-	7.0E+03	827	免明鋼
Q	0.05	1.4	1.3	0.012	0.002	0.003	0.0025	0.035	0.035	0.090	-	-	3.0E+04	815	免明鋼
R	0.05	1.3	2.0	0.011	0.003	0.002	0.0016	0.030	-	0.150	0.0020	-	4.0E+04	781	免明鋼
S	0.07	0.4	2.0	0.016	0.003	0.002	0.0022	0.005	0.020	-	0.0020	-	3.0E+03	748	免明鋼
T	0.07	1.3	1.6	0.014	0.007	0.002	0.0033	0.005	0.030	0.080	0.0020	-	1.0E+04	797	免明鋼
U	0.10	1.3	1.4	0.010	0.004	0.002	0.0029	0.030	-	0.010	0.0020	-	3.0E+04	793	免明鋼
V	0.05	1.3	2.0	0.015	0.003	0.002	0.0031	0.005	0.035	0.210	0.0020	-	5.0E+04	782	免明鋼
W	0.13	1.0	2.2	0.020	0.003	0.002	0.0040	0.030	0.035	0.155	-	-	1.5E+04	721	免明鋼
X	0.06	1.3	1.5	0.020	0.003	0.002	0.0032	0.035	0.035	0.250	0.0020	-	3.0E+04	810	免明鋼
Y	0.10	1.3	1.4	0.010	0.004	0.002	0.0029	0.030	0.000	0.010	-	0.0020	3.0E+04	793	免明鋼
Z	0.05	0.1	1.9	0.016	0.003	0.002	0.0022	0.035	0.035	-	0.0020	-	3.0E+04	756	比較鋼
a	0.04	0.9	2.7	0.014	0.003	0.002	0.0033	0.035	0.020	0.080	0.0020	-	3.0E+04	731	比較鋼
b	0.05	0.4	1.9	0.010	0.012	0.002	0.0029	0.005	-	0.010	0.0020	-	3.0E+03	763	比較鋼
c	0.10	0.6	1.5	0.015	0.003	0.002	0.0016	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.0E+03	769	比較鋼
d	0.04	0.6	1.9	0.012	0.003	0.003	0.0110	0.034	0.015	-	-	-	8.0E+03	774	比較鋼
e	0.06	1.2	2.1	0.017	0.003	0.003	0.0020	0.080	0.030	0.080	0.0020	-	4.0E+03	768	比較鋼
f	0.06	0.8	1.0	0.017	0.003	0.002	0.0032	-	0.030	-	0.0020	-	8.0E+03	827	比較鋼
g	0.05	0.9	1.9	0.016	0.003	0.002	0.0030	0.033	-	-	-	-	8.0E+03	778	比較鋼

* (且, Ar₃=896-509(C%)+26.9(S%)-63.5(Mn%)+229(P%))

【0049】

【表4】

19		20							
鋼	度	度	空冷開始温度	空冷時間	捲取温度	引張強度	伸び	穴抜け	備考
	℃	℃/s	℃	s	℃	N/mm ²	%	%	
D1	840	60	670	4	450	584	31	130	発明鋼
D2	870	60	-	-	550	594	29	135	発明鋼
E1	870	50	670	4	480	590	31	125	発明鋼
E2	870	60	-	-	550	595	30	135	発明鋼
F1	860	80	670	3	500	789	24	95	発明鋼
F2	870	60	-	-	550	794	23	100	発明鋼
F3	850	10	670	4	480	779	20	70	比較鋼
G1	880	60	670	3	450	601	30	125	発明鋼
G2	870	60	-	-	550	606	28	130	発明鋼
H1	890	60	680	3	450	819	22	100	発明鋼
H2	870	60	-	-	550	829	21	105	発明鋼
I1	860	60	680	3	510	680	27	110	発明鋼
I2	870	60	-	-	550	680	25	115	発明鋼
J1	870	50	670	3	490	684	28	110	発明鋼
J2	870	60	-	-	550	692	25	115	発明鋼
K1	860	60	680	3	500	780	24	95	発明鋼
K2	870	30	680	4	550	778	25	100	発明鋼
K3	850	50	680	5	300	788	24	50	比較鋼
K4	900	30	660	3	640	785	22	65	比較鋼
K5	870	70	630	6	490	790	21	65	比較鋼
K6	880	50	720	6	550	780	20	75	比較鋼
K7	880	10	680	3	500	765	19	75	比較鋼
K8	870	60	-	-	550	787	22	100	発明鋼
K9	880	10	-	-	480	767	21	70	比較鋼
L1	860	60	670	4	510	687	28	120	発明鋼
L2	870	60	-	-	550	692	27	125	発明鋼
M1	870	60	670	4	490	614	31	125	発明鋼
M2	870	60	-	-	550	624	28	130	発明鋼
N1	880	60	670	3	500	781	23	105	発明鋼
N2	850	50	680	5	300	791	24	55	比較鋼
N3	880	50	720	6	550	779	20	65	比較鋼
N4	870	60	-	-	550	794	23	110	発明鋼
N5	880	10	-	-	480	772	19	70	比較鋼
O1	860	60	670	3	500	784	24	95	発明鋼
O2	870	60	-	-	550	796	24	100	発明鋼
P1	860	60	680	3	510	596	30	125	発明鋼
P2	870	60	-	-	550	604	29	130	発明鋼
Q1	870	50	670	3	490	785	24	105	発明鋼
Q2	870	60	-	-	550	795	23	110	発明鋼
R1	860	80	680	3	500	795	25	100	発明鋼
R2	870	60	-	-	550	807	22	110	発明鋼
R3	880	40	-	-	700	792	22	70	比較鋼
S1	860	60	670	4	510	609	30	125	発明鋼
S2	870	60	-	-	550	619	29	125	発明鋼
T1	860	60	680	3	480	787	23	90	発明鋼
T2	870	60	-	-	550	798	22	90	発明鋼
U1	870	50	670	3	500	684	28	120	発明鋼
U2	870	60	-	-	550	694	26	125	発明鋼
V1	860	60	680	4	490	1043	17	55	発明鋼
V2	860	60	-	-	550	1038	16	65	発明鋼
W1	870	60	670	4	500	996	18	65	発明鋼
W2	870	60	-	-	550	1001	17	70	発明鋼
X1	870	60	680	4	490	988	18	65	発明鋼
X2	870	60	-	-	550	994	18	70	発明鋼
Y1	870	60	680	4	500	683	27	120	発明鋼
Y2	870	60	-	-	550	693	26	125	発明鋼
Z	870	60	-	-	450	602	24	80	比較鋼
a	860	70	660	5	510	800	17	60	比較鋼
b	850	40	660	5	490	599	25	70	比較鋼
c	880	70	-	-	500	760	19	65	比較鋼
d	870	80	-	-	480	612	27	75	比較鋼
e	880	40	680	4	480	798	23	55	比較鋼
f	850	50	670	3	490	598	28	80	比較鋼
g	880	50	-	-	490	619	27	70	比較鋼

【0050】

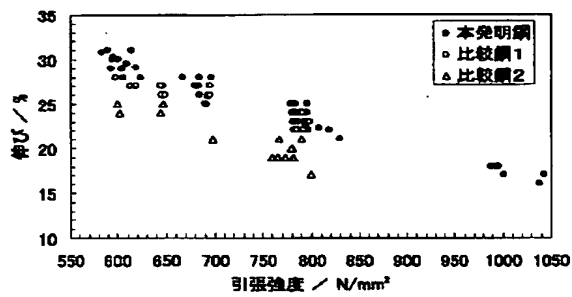
【発明の効果】本発明によれば強度レベルが590N/mm²クラス以上で、従来にない伸び-延性バランスを有した熱延高強度鋼板を供給できるようになったもので、産業上極めて有用なものである。

【図面の簡単な説明】

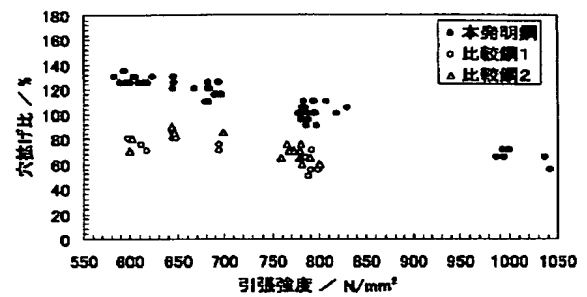
【図1】引張強度と伸びの関係を示すグラフである。

【図2】引張強度と穴抜け比の関係を示すグラフである。

【図1】



【図2】



【手続補正書】

【提出日】平成13年1月12日(2001.1.12)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0048

【補正方法】変更

【補正内容】

【0048】

【表3】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	REM	析出物個數 個/mm ²	Ar ₃ °C	備考
						重量%									
D	0.03	0.3	2.0	0.010	0.003	0.002	0.0022	0.031	0.015	-	-	-	1.5E+04	764	発明鋼
E	0.01	0.9	1.1	0.013	0.003	0.002	0.0033	0.030	0.035	-	0.0025	-	1.2E+04	848	発明鋼
F	0.04	1.1	1.6	0.025	0.003	0.002	0.0037	0.005	0.040	0.130	0.0020	-	1.0E+04	809	発明鋼
G	0.03	0.9	1.4	0.010	0.002	0.003	0.0034	0.002	0.030	-	-	-	1.5E+04	818	発明鋼
H	0.03	1.5	2.5	0.015	0.003	0.002	0.0100	0.045	-	0.120	0.0030	-	1.0E+07	765	発明鋼
I	0.04	0.5	1.5	0.010	0.003	0.002	0.0011	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	4.0E+03	796	発明鋼
J	0.04	0.5	1.5	0.010	0.003	0.002	0.0047	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	8.0E+03	798	発明鋼
K	0.04	0.9	2.0	0.012	0.002	0.005	0.0047	0.005	0.040	0.070	0.0030	-	8.0E+03	775	発明鋼
L	0.04	0.9	2.0	0.012	0.002	0.003	0.0025	0.035	0.025	-	0.0030	-	1.0E+04	775	発明鋼
M	0.04	1.5	0.5	0.030	0.002	0.002	0.0025	0.033	0.025	-	0.0025	-	2.0E+04	891	発明鋼
N	0.05	0.9	2.0	0.018	0.003	0.003	0.0032	0.034	0.030	0.080	-	-	2.2E+04	772	発明鋼
O	0.06	0.8	2.0	0.012	0.002	0.003	0.0031	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	2.0E+03	763	発明鋼
P	0.06	0.8	1.0	0.015	0.003	0.002	0.0030	0.005	0.030	-	-	-	7.0E+03	827	発明鋼
Q	0.05	1.4	1.5	0.012	0.002	0.003	0.0025	0.035	0.035	0.090	-	-	3.0E+04	815	発明鋼
R	0.05	1.3	2.0	0.011	0.003	0.002	0.0016	0.030	-	0.150	0.0020	-	4.0E+04	781	発明鋼
S	0.07	0.4	2.0	0.016	0.003	0.002	0.0022	0.005	0.020	-	0.0020	-	3.0E+03	748	発明鋼
T	0.07	1.3	1.6	0.014	0.007	0.002	0.0033	0.005	0.030	0.080	0.0020	-	1.0E+04	797	発明鋼
U	0.10	1.3	1.4	0.010	0.004	0.002	0.0029	0.030	-	0.010	0.0020	-	3.0E+04	793	発明鋼
V	0.05	1.3	2.0	0.015	0.003	0.002	0.0031	0.005	0.035	0.210	0.0020	-	5.0E+04	782	発明鋼
W	0.13	1.0	2.2	0.020	0.003	0.002	0.0040	0.030	0.035	0.155	-	-	1.5E+04	721	発明鋼
X	0.06	1.3	1.5	0.020	0.003	0.002	0.0032	0.035	0.035	0.250	0.0020	-	3.0E+04	810	発明鋼
Y	0.10	1.3	1.4	0.010	0.004	0.002	0.0029	0.030	0.000	0.010	-	0.0020	3.0E+04	793	発明鋼
Z	0.05	0.1	1.9	0.016	0.003	0.002	0.0022	0.035	0.035	-	0.0020	-	3.0E+04	756	比較鋼
a	0.04	0.9	2.7	0.014	0.003	0.002	0.0033	0.035	0.020	0.080	0.0020	-	3.0E+04	731	比較鋼
b	0.05	0.4	1.9	0.010	0.012	0.002	0.0029	0.005	-	0.010	0.0020	-	3.0E+03	783	比較鋼
c	0.21	0.6	1.5	0.015	0.003	0.002	0.0016	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.0E+03	769	比較鋼
d	0.04	0.6	1.9	0.012	0.003	0.003	0.0110	0.034	0.015	-	-	-	8.0E+03	774	比較鋼
e	0.06	1.2	2.1	0.017	0.003	0.003	0.0020	0.080	0.030	0.080	0.0020	-	4.0E+03	768	比較鋼
f	0.06	0.8	1.0	0.017	0.003	0.002	0.0032	-	0.030	-	0.0020	-	8.0E+03	827	比較鋼
g	0.05	0.9	1.9	0.016	0.003	0.002	0.0030	0.033	-	-	-	-	8.0E+03	778	比較鋼

*但し、Ar₃=896-509(C%)+26.9(S%)-63.5(Mn%)+229(P%)

フロントページの続き

(72)発明者	谷口 裕一	Fターム(参考)	4K037	EA00	EA01	EA05	EA06	EA09
	愛知県東海市東海町 5 - 3			EA14	EA15	EA16	EA18	EA19
	式会社名古屋製鐵所内			EA23	EA25	EA27	EA28	EA31
(72)発明者	友清 寿雅			EA36	EB05	EB08	EB09	EB11
	愛知県東海市東海町 5 - 3			EC04	FC04	FC07	FD03	FD04
	式会社名古屋製鐵所内			FD05	FE01	FE02	FE06	JA06